第51卷 第12期 2015年12月 第1516−1522页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.12 Dec. 2015 pp.1516−1522

奥氏体不锈钢低温超饱和渗碳实验及热动力学模拟研究*

荣冬松 姜 勇 巩建鸣

(南京工业大学机械与动力工程学院, 南京 211816)

摘 要 采用OM, EPMA, XRD和IXRD等手段, 研究了低温超饱和渗碳(low temperature colossal carburization, LTCC)工艺中CO气体浓度对316L不锈钢表面渗碳层的微观组织、C浓度分布、表面相结构以及残余应力的影响. 基于热动力学理论建立了LTCC传质和扩散模型, 利用DICTRA软件计算了渗碳层的C浓度和活度分布, 并与实验结果进行比较. 结果表明, 经LTCC工艺处理后的316L不锈钢表面会形成高硬度的S相, 并产生压缩残余应力. 另外, 增加渗碳工艺中CO浓度可以显著提高不锈钢表面渗碳层中的C浓度, 进而提高其硬度和压缩残余应力. 在C浓度较低时, 计算的C浓度和活度分布与实验结果吻合很好, 当C浓度较高时, 由于陷阱阵点的减少以及较大压缩残余应力的作用导致计算结果偏低.

关键词 低温超饱和渗碳, 奥氏体不锈钢, DICTRA, C浓度, 活度

中图法分类号 TG156.8 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)12-1516-07

EXPERIMENTAL RESEARCH AND THERMODYNAMIC SIMULATION OF LOW TEMPERATURE COLOSSAL CARBURIZATION OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL

RONG Dongsong, JIANG Yong, GONG Jianming

College of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816

Correspondent: GONG Jianming, professor, Tel: (025)58139361, E-mail: gongjm@njtech.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51475224), Key University Science Research Project of Jiangsu Province (No.14KJA470002) and Innovation Project for College Graduates of Jiangsu Province (No.CXZZ12_0420)

Manuscript received 2015−03−25, in revised form 2015−09−08

ABSTRACT Because of excellent corrosion resistance, good toughness and machinability, austenitic stainless steels are widely used in many industries. In order to improve the corrosion resistance, the carbon content of austenitic stainless steel is ultra-low, resulting in low surface hardness, poor wear and fatigue resistance properties which limit its application. Low temperature colossal carburization (LTCC) is a kind of novel surface strengthening technology for significantly increasing the surface hardness of austenitic stainless steels, while keeping their original excellent corrosion resistance because of no formation of carbides. The wear, fatigue and corrosion resistance of austenitic stainless steel of low temperature carburized layer have been investigated in recent years. However, the researches on key technical parameters, especially the carburizing atmosphere and the alloying element, have been rarely reported due to intellectual property protection limits. In this work, OM, EPMA, XRD and IXRD are used to

*国家自然科学基金项目51475224, 江苏省高校自然科学研究重大项目14KJA470002和江苏省普通高校研究生创新计划项目CXZZ12_0420资助

收到初稿日期: 2015−03−25, 收到修改稿日期: 2015−09−08

作者简介: 荣冬松, 男, 1985年生, 博士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00170

investigate the effects of CO concentration on the microstructure, carbon concentration distribution, phase constitution and residual stress of the carburized layer on 316L austenitic stainless steel surface. Based on thermodynamic theory, the model of carbon transfer and diffusion was also built by software DICTRA to calculate the distribution of carbon concentration and activity of low temperature carburized layer. The results reveal that S phase is detected on 316L austenitic stainless steel surface treated by LTCC, and the compressive residual stress is formed at the same time. The increment of CO concentration can significantly increase the carbon concentration of carburized layer, which improve the hardness and compressive residual stress. The simulated carbon concentration and activity distributions are in accordance with the experimental results when the carbon concentration is lower, but when the carbon concentration is higher, the simulated carbon concentration is lower than experimental results due to the decrease of trapping sites and high compressive residual stress.

KEY WORDS low temperature colossal carburization, austenitic stainless steel, DICTRA, carbon concentration, activity

低温超饱和渗碳(LTCC)是一种新型的奥氏体不锈钢表面强化技术, 该技术的核心是将渗碳温度降低至500 ℃以下, 以防止析出碳化物, 影响其抗腐蚀性能. 研究[1]发现, 在低温超饱和渗碳温度范围内, C在奥氏体晶格中的扩散速率是Cr的10^4~10^5倍. 因此, 在渗碳过程中, 碳化物的形成受到抑制, 渗入不锈钢表面的C固溶于奥氏体晶格内, 形成扩张奥氏体相(S相)[2], 表面硬度显著增加. Qu等[3]研究表明, LTCC处理后的316不锈钢表面硬度提高了2~4倍, 抗磨损性能提高了100倍. Ceschini和Minak[4]对LTCC强化后的316L不锈钢进行了研究, 结果显示不锈钢疲劳强度提高了40%. Tokaji等[5]在NaCl溶液中对LTCC处理后的316不锈钢的腐蚀疲劳性能的研究发现, 与空气中相比, 不锈钢的疲劳强度并未下降, 表明低温超饱和渗碳层具有良好的抗腐蚀性能. 李朋等[6,7]和杨闽红等[8]对LTCC处理后的304和316不锈钢组织和性能进行了分析, 也得到了相似的结果, 并且提出最优的渗碳温度为470 ℃. 除了渗碳温度, LTCC技术的关键参数还包括渗碳气体组分、渗碳时间, 不锈钢中合金元素的种类和含量对C的传质和扩散也有显著的影响.

元素扩散属于不可逆热力学过程, 扩散流量与导致扩散流的热力学应力之间为线性关系, 根据物质守恒定律, 可建立与时间相关的元素浓度扩散微分方程, 在一定的边界条件下, 可求解出任何时间的元素浓度分布[9]. DICTRA (diffusion controlled phase transformation)软件在对多组元扩散方程数值求解的基础上, 与热力学软件Thermo-Calc相结合, 可分析C在多元合金中的扩散问题[10]. 与其它数值计算方法相比, DICTRA模型可通过引入相互作用参数来研究合金元素对C扩散的影响. 利用DICTRA软件, Sudha等[11]、Turpin等[12]和Rowan等[13]研究了高温渗碳处理后不锈钢中C浓度分布、碳化物的含量和相变问题, 并分析了合金元素对C传质和扩散的影响. Garcia和Prat[14]模拟了1400 ℃时W-Ti-Ta-Nb-Co-C合金的渗氮过程, 模拟结果与实验结果吻合. Höglund和Ågren[15]分析了在温度梯度作用下C在多元合金中的扩散, 并对Okafor等[16]计算的热传导系数进行了修正. 出于知识产权的保护等原因, 目前关于LTCC关键技术参数的研究鲜有报道.

本工作在743 K下, 采用不同比例的渗碳气体对316L奥氏体不锈钢进行LTCC实验, 分析渗碳层的C浓度及其分布规律、表面相结构和残余应力. 在实验的基础上, 利用DICTRA软件建立C传质和扩散热动力学模型, 计算不锈钢的C浓度和活度分布, 并将计算结果与实验结果进行比较.

1 实验方法

实验所用316L奥氏体不锈钢的主要化学成分(质量分数, %)为: C 0.019, Cr 17.87, Ni 10.21, Si 0.248, Mn 1.2, Fe余量. 采用线切割的方法, 加工尺寸为10 mm×10 mm×5 mm的试样, 每组2个, 用水磨砂纸从200号逐级研磨至1500号, 并机械抛光, 然后用超声波清洗试样, 冷风吹干, 待用.

316L不锈钢Cr含量较高, 表面极易形成致密的钝化膜, 阻碍C的渗入, 因此必须先进行表面活化处理. 表面活化处理采用HCl/N_2混合气体[17], 温度为523 K, 时间为4 h. 活化处理后, 将温度升高至743 K, 待温度稳定后, 通入CO浓度(体积分数)为15%, 25%和30%的$CO/H_2/N_2$混合气体进行LTCC处理, 渗碳时间为20 h, 对应的试样编号为S1, S2和S3. 图1为奥氏体不锈钢LTCC工艺示意图. 表面活化处理和低温超饱和渗碳在自行设计的实验系统中进行[18].

LTCC处理后的试样采用10% (体积分数)草酸溶液电解显现微观组织, 采用ImagerA1M型光学显微镜(OM)观察渗碳层截面形貌; 采用EPMA-1610

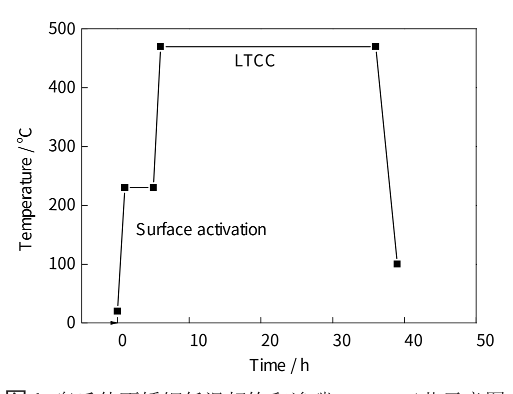


图1 奥氏体不锈钢低温超饱和渗碳(LTCC)工艺示意图

Fig.1 Sketch of low temperature colossal carburization (LTCC) of austenitic stainless steel

型电子探针微观分析仪(EPMA)定量分析渗碳层中C浓度分布; 采用D max/RB型X射线衍射仪(XRD)对表面相结构进行测试, 扫描范围为30°~80°; 采用Ixrd Combo型X射线应力分析仪(IXRD)检测表面残余应力, 根据GB/T 7704-2008, 衍射面选择(311)面, 衍射波长λ=2.10314 nm.

2 实验结果

图2和3分别为经不同CO浓度的渗碳气体LTCC处理后316不锈钢截面的OM像和C浓度分布曲线. 由图可见, 当CO浓度为15%时, 渗碳层厚度约为4 μm, 表面C浓度从0.019% (质量分数, 下同)增加到0.78%. 当CO浓度提高至30%, 渗碳层厚度增加到30 μm, 表面C浓度进一步提高至2.58%, 约为316L不锈钢在743 K时平衡溶解度的800倍[19], C在奥氏体晶格中处于“准平衡”状态, 因此, LTCC工艺也被称为低温准平衡渗碳. 从图2中还可以看出, 经10%草酸溶液电解后, 不锈钢基体显现奥氏体晶界, 而渗碳层未显现, 这也表明渗碳层的抗腐蚀性能优于不锈钢基体.

图4为316L不锈钢基体和S3试样表面的XRD谱. 从图4中对比可知, S3试样表面仍为奥氏体相, 但其奥氏体特征峰向小角度发生了偏移, 这是由于渗入不锈钢表面的C, 固溶于奥氏体晶格内, 使奥氏体晶格发生膨胀, 晶面间距增加, 形成扩张奥氏体相(S相). 根据Bragg方程($\lambda=2d\sin\theta$, 其中d为晶面间距, θ为衍射角), 衍射角减小.

IXRD测试结果表明, S1, S2和S3试样表面残余应力分别为–335, –595和–1735 MPa. 各试样表面均产生了平行于试样表面的压缩残余应力. 压缩残余应力主要是由C的渗入及其梯度分布造成的, 渗碳层中奥氏体晶格由于C的渗入造成的膨胀受到心部未渗碳基体的抑制, 产生压缩残余应力. 随着C浓



图2 经不同CO浓度的渗碳气体LTCC处理后316L不锈钢截面的OM像

Fig.2 OM images of cross section of 316L stainless steel treated by LTCC with CO concentrations of 15% (sample S1) (a), 25% (sample S2) (b) and 30% (sample S3) (c)

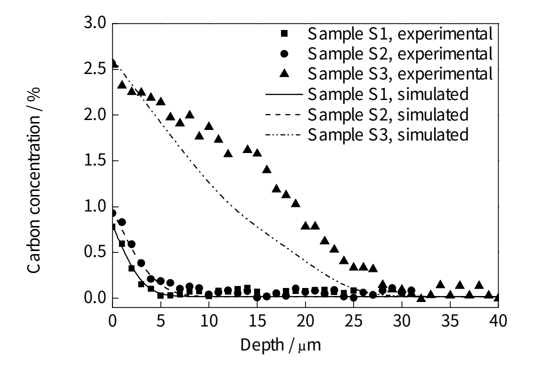


图3 C浓度分布测量和模拟曲线

Fig.3 Experimental and simulated curves of carbon concentration

度增加, 奥氏体晶格的膨胀量增加, 受到的抑制作用也越明显, 因此压缩残余应力也越大. 图5为压缩残余应力与C浓度关系曲线. 从图中可以看出, 压缩残余应力σ_c与C浓度c满足线性关系, 即:

$$\sigma_c = -743.9c + 177.93 \tag{1}$$

3 数值模拟

3.1 几何模型

从图2中可以看出, 低温超饱和渗碳层比较均匀, C浓度仅沿着深度方向呈现梯度分布, 故LTCC问题可简化为一维模型, 图6为LTCC模型几何示意图. 模型长度设为40 μm, 沿深度方向按几何分布规律设置阵点, 阵点数量为130, 距离比为0.9. 由图4可知, 超饱和渗碳层中无相变发生, 故渗碳层和316L不锈钢基体均设为fcc结构.

3.2 控制方程

LTCC过程可以看作是渗碳气体分解产生的活性C在奥氏体不锈钢界面的传质和向不锈钢内部扩散的问题. 根据不可逆过程的热动力学分析[20], C扩散受Fick第二定律控制, 即:

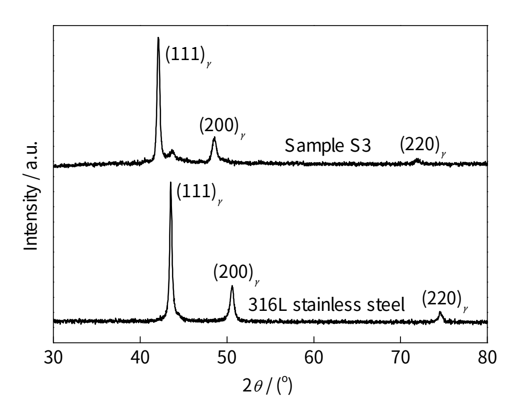


图4 316L不锈钢基体和S3试样表面XRD谱

Fig.4 XRD spectra of 316L stainless steel and sample S3 surface

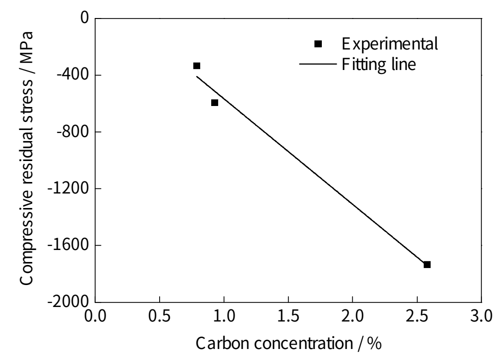


图5 渗碳层残余应力和C浓度关系

Fig.5 Relationship between compressive residual stress and carbon concentration of carburized layer

$$\beta(\alpha_g - \alpha_s) = -D_C \frac{\partial c}{\partial z} \tag{2}$$

式中, β是C传质系数, m/s; α_g和α_s分别是渗碳气体和奥氏体不锈钢表面C活度, %; D_C为C扩散系数, m^2/s; z为距离不锈钢表面的深度, m.

α_g取决于渗碳温度和参与活性C分解反应的各组分分压. 当渗碳气体为CO/H_2/N_2混合气体时, α_g可表达为[21]:

$$\alpha_g = \left(\frac{p_{CO}p_{H_2}}{p_{H_2O}}\right)\exp\left(\frac{16463.9}{T} - 17.58\right) \tag{3}$$

式中, p_{CO}, p_{H_2}和p_{H_2O}分别为渗碳气体平衡后CO, H_2和H_2O的分压, 10^5 Pa; T为渗碳温度, K. 但研究[22]发现, 渗碳气体中同时发生的反应超过180种. 因此, 仅根据式(3)无法获得准确的α_g. 由于温度较低, 也无法采用红外仪和氧探头等进行测量. 根据本课题组前期实验结果, 当渗碳时间超过15 h后, 不锈钢表面C浓度随渗碳时间的延长变化非常小, 表明渗碳时间达到15 h后, 不锈钢表面C传质达到动态平衡, 不锈钢表面C活度与渗碳气体C活度基本相同. 图7为DICTRA计算的743 K时, 316L不锈钢中

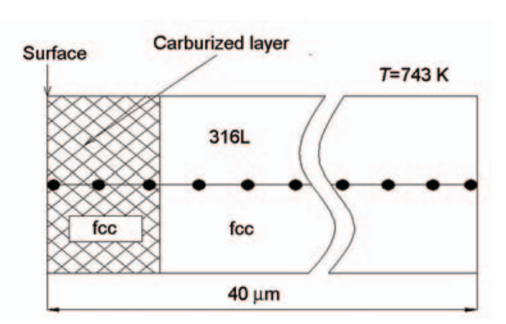


图6 奥氏体不锈钢LTCC模型几何示意图

Fig.6 Geometry of LTCC model of austenitic stainless steel (T—carburization temperature)

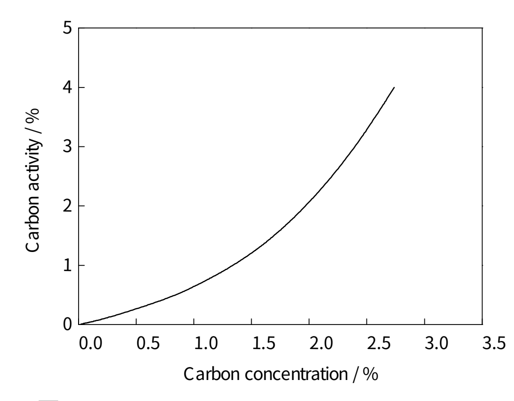


图7 743 K时316L不锈钢C浓度与活度关系曲线

Fig.7 Relationship between carbon concentration and activity of 316L stainless steel at 743 K

C浓度与活度关系曲线. 从图7可知, CO浓度为15%, 25%和30%的$CO/H_2/N_2$混合气体α_g分别为0.44%, 0.57%和3.48%.

Gao等[23]、Edenhofer[24]和Gupta等[25]提出了几个C传质系数的数值计算公式. 但与渗碳气体C活度一样, 单纯采用数值计算方法得到的传质系数误差较大, 只能通过实验的方法确定. 基于实验结果, Gao等[26]提出材料表面C浓度是传质系数、扩散系数和渗碳时间的函数, 即:

$$\frac{c_s - c_0}{c_g - c_0} = 1 - \exp(\frac{\beta^2 t}{D_C})[1 - \mathrm{erf}(\frac{\beta\sqrt{t}}{\sqrt{D_C}})] \quad (4)$$

式中, c_s为渗碳层表面C浓度, %; c_0为316L不锈钢原始C浓度, %; c_g为渗碳气体C势, %; t为渗碳时间, s. c_g与S1, S2和S3试样表面C浓度相等, 分别为0.79%, 0.93%和2.58%. 为了计算传质系数, 在与上述实验相同的CO浓度条件下进行12 min低温超饱和渗碳实验(试样分别编号为S4, S5和S6), 采用EPMA测得c_s分别为0.13%, 0.16%和1.1%.

D_C与渗碳温度、合金元素和C浓度相关. 743 K时, 当C浓度为0.019% (0.09%, 原子分数)和2.15% (10%, 原子分数)时, D_C分别为4.5×10^{-17}和6.53×10^{-16} m^2/s[27]. 根据Arrhenius公式:

$$D_C = D_0 \exp(\frac{-Q}{RT}) \quad (5)$$

式中, D_0为扩散常数, m^2/s; Q为扩散激活能, J/mol; R为气体常数, J/(mol·K). 当渗碳温度提高到743 K, D_C分别为1.875×10^{-16}和2.72×10^{-15} m^2/s. C扩散系数与C浓度的关系可表示为[27]:

$$D_C/D = \exp(k\frac{c}{c_{max}}) \quad (6)$$

式中, D为316L不锈钢中的C扩散系数, m^2/s; k为比例常数; c_{max}为不锈钢在特定温度下的极限C浓度, %. 根据文献[20], 316L不锈钢在743 K时的极限溶解度为2.47%, 代入式(6)可知k=3.07. 进一步计算可得, S4, S5和S6试样表面D_C分别为4.85×10^{-16}, 5.72×10^{-16}和3.49×10^{-16} m^2/s. 将c_g, c_s, c_0, D_C和t代入式(4)可得, CO浓度为15%, 25%和30%的$CO/H_2/N_2$混合气体β分别为1.1×10^{-10}, 1.24×10^{-10}和7.58×10^{-10} m/s.

在DICTRA体系中, D_C用原子迁移率来表示. 基于绝对反应速率理论, D_C可表示为:

$$D_C = L\frac{\partial\mu_C}{\partial c} \quad (7)$$

式中, L为现象学参数, 该参数可将C扩散通量和所有驱动力联系起来; μ_C为不锈钢的C势, %. C为间隙性原子, 则:

$$L = c y_{va} M_C \quad (8)$$

式中, y_{va}为亚晶格中空位点阵分数, M_C为C迁移率:

$$M_C = M_0 \exp(\frac{-Q_C}{RT})\frac{1}{RT}\Omega \quad (9)$$

式中, M_0为频率因子, s^{-1}; Q_C为活化焓, J; Ω为铁磁效应因子, J/mol^2. M_0和Q_C是材料组分、温度和压力的函数, 在DICTRA方法中, 两者可转化为[28]:

$$\Phi_C = \sum_i x_i \Phi_C^i + \sum_i \sum_{j>i} x_i x_j [\sum_{r=0}^{m} \Phi_C^{i,j} (x_i - x_j)^r] \quad (10)$$

式中, Φ_C表示$RT\ln M_0$或$-Q_C$, Φ_C^i表示纯组分i中的Φ_C值, $\Phi_C^{i,j}$是组分i和j的相互作用参数, x_i和x_j是组分i和j的摩尔分数. 根据Jonsson模型[29], Ω可表示为:

$$\Omega = \exp(6\alpha\xi)\exp(\frac{-\alpha\xi Q_C}{RT}) \quad (11)$$

式中, ζ表示磁序状态; α为常数, 对于fcc晶格材料, α=0.

4 模拟结果与讨论

4.1 C浓度和活度分布

C浓度和活度模拟结果分别见图3和8. 从图3中发现, S1和S2试样C浓度及其分布规律的模拟结果与实验结果吻合较好, S3试样C浓度模拟结果略低于实验结果, 尤其是在C浓度较高的区域, 这主要是由于多元合金中的C扩散系数除了与合金元素有关, 还与应力状态和C浓度相关. 实验结果显示, LTCC处理后渗碳层中存在压缩残余应力σ_c, 且C浓度越高, 压缩残余应力也越大. 根据Yang的模型[30], C扩散系数与σ_c的关系可表示为:

$$D_C' = D_C\left(1 - \frac{\sigma_c}{c - c_0}\frac{V_C c}{RT}\right) \quad (12)$$

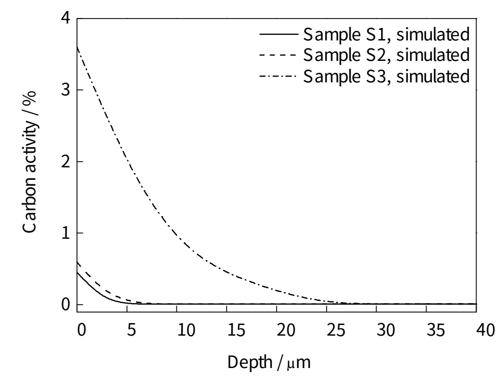


图8 S1, S2和S3试样C活度分布计算曲线

Fig.8 Simulated curves of carbon activity of samples S1, S2 and S3

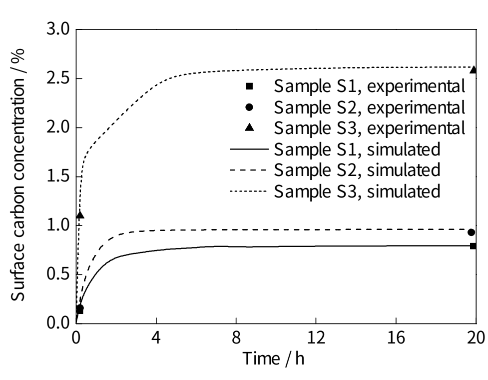


图9 S1, S2和S3试样表面C浓度测量值和模拟曲线

Fig.9 Simulation curves and measured values of surface carbon concentration of samples S1, S2 and S3

式中, D_{C}' 为应力状态下的C扩散系数, V_{C}为C在金属中的偏摩尔体积. 从式(12)中可看出, D_{C}' 随着σ_{c}绝对值的增加而增加. Parascandola等[31]在Möller等[32]模型的基础上, 提出了奥氏体不锈钢中C扩散的"陷阱-去陷阱"模型, 该模型认为奥氏体晶格点阵中, 由于与C亲和力较强, 每个Cr都被认为是C的陷阱, 渗入不锈钢的C与Cr结合后, C陷阱减少, C扩散速率增加. 在DICTRA模型中, 并未考虑上述2个因素对C扩散系数的影响, 导致S3试样计算结果偏低.

4.2 表面C浓度

图9为S1, S2和S3试样表面C浓度随时间变化曲线. 可以看出, 试样表面C浓度计算结果与实验结果也较为吻合. 另外还可以发现, 表面C浓度达到稳定值的时间比前期实验结果短很多, 这是因为LTCC的影响因素除了渗碳温度、气体组分和合金元素外, 还有渗碳气体流速[33]和压力、试样结构[21]和表面形貌[34]等对不锈钢表面C传质产生影响, 导致不锈钢表面C浓度达到平衡的时间明显增加.

5 结论

(1) 316L奥氏体不锈钢经过$CO/H_2/N_2$混合气体低温超饱和渗C处理后, 无碳化物析出, 表面形成超饱和渗碳层, 其相结构为扩张奥氏体相(S相).

(2) 随着$CO/H_2/N_2$混合气体中CO浓度增加, 低温超饱和渗碳层C浓度和厚度也逐渐增加. 当CO浓度为30%时, 316L不锈钢表面C浓度达到2.58%, 渗碳层厚度约为30 μm, 并产生1700 MPa以上的压缩残余应力.

(3) 基于热动力学理论建立的奥氏体不锈钢低温超饱和渗碳模型能够较好地预测渗碳层中C浓度和活度及其分布规律, 当C浓度较高时, 由于陷阱阵点的减少和压缩残余应力的存在, 导致模拟结果略低于实验结果. 不锈钢表面C浓度达到平衡的实验时间明显高于模拟结果.

参考文献

[1] Bowen A W, Leak G M. *Metall Trans*, 1970; 1: 2767

[2] Bell T, Sun Y. *Heat Treat Met*, 2002; 29: 57

[3] Qu J, Blau P J, Jolly B C. *Wear*, 2007; 263: 719

[4] Ceschini L, Minak G. *Surf Coat Technol*, 2008; 202: 1778

[5] Tokaji K, Kohyama K, Akita M. *Int J Fatigue*, 2004; 26: 543

[6] Li P, Pan L, Zhang L J, Yang M H, Zhu Y F, Ma F. *China Surf Eng*, 2013; 26(2): 26
(李 朋, 潘 邻, 张良界, 杨闽红, 朱云峰, 马 飞. 中国表面工程, 2013; 26(2): 26)

[7] Li P, Pan L, Zhang L J, Yang M H, Zhu Y F, Ma F, Wang C H. *Surf Technol*, 2013; 42(4): 18
(李 朋, 潘 邻, 张良界, 杨闽红, 朱云峰, 马 飞, 王成虎. 表面技术, 2013; 42(4): 18)

[8] Yang M H, Li P, Pan L, Zhang L J, Dong G C. *Mater Prot*, 2012; 45(7): 60
(杨闽红, 李 朋, 潘 邻, 张良界, 董根成. 材料保护, 2012; 45(7): 60)

[9] Yu Y N. *Fundamentals of Materials Science*. Beijing: Higher Education Press, 2006: 466
(余永宁. 材料科学基础. 北京: 高等教育出版社, 2006: 466)

[10] Andersson J O, Helander T, Höglund L, Shi P, Sundman B. *Calphad*, 2002; 26: 273

[11] Sudha C, Sivai Bharasi N, Anand R, Shaikh H, Dayal R K, Vijayalakshmi M. *J Nucl Mater*, 2010; 402: 186

[12] Turpin T, Dulcy J, Gantois M. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 2751

[13] Rowan O K, Sisson Jr R D. *J Phase Equilib Diff*, 2009; 30: 235

[14] Garcia J, Prat O. *Appl Surf Sci*, 2011; 257: 8894

[15] Höglund L, Ågren J. *J Phase Equilib Diff*, 2010; 31: 212

[16] Okafor I C I, Carlson O N, Martin D. *Metall Trans*, 1982; 13A: 1713

[17] Tahara M, Senbokuya H, Kitano K, Hayashida T. *Eur Pat, 0678589A1*, 1995

[18] Rong D S, Gong J M, Jiang Y, Geng L Y. *China Pat, 103323355A*, 2013
(荣冬松, 巩建鸣, 姜 勇, 耿鲁阳. 中国专利, 103323355A, 2013)

[19] Michal G M, Ernst F, Heuer A H. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 1819

[20] Zhoukov A A, Krishtal M A. *Met Sci Heat Treat*, 1975; 17: 626

[21] Lei N, Zhou C Y, Hu G M, Chen C. *Iron Steel Res*, 2010; 22(1): 43
(雷 娜, 周昌玉, 胡桂明, 陈 成. 钢铁研究学报, 2010; 22(1): 43)

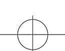
[22] Lin H L. *Master Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2007
(梁海林. 上海交通大学硕士学位论文, 2007)

[23] Gao W, Long J M, Kong L, Hodgson P D. *ISIJ Int*, 2004; 44: 869

[24] Edenhofer B. *Heat Treat Met*, 1995; 22(3): 55

[25] Gupta G S, Chaudhuri A, Kumar P V. *Mater Sci Technol*, 2002; 18: 1188

[26] Gao W M, Kong L X, John M L, Hodgson P D. *J Mater Process*



Technol, 2009; 209: 497

[27] Gu X T, Michal G M, Ernst F, Kahn H, Heuer A H. *Metall Mater Trans*, 2014; 45A: 4268

[28] Ågren J. *Curr Opin Solid State Mater*, 1996; 1: 355

[29] Jönsson B. *Int J Mater Res*, 1994; 85: 498

[30] Yang F. *Mater Sci Eng*, 2005; A409: 153

[31] Parascandola S, Möller W, Williamson D L. *Appl Phys Lett*, 2000; 76: 2194

[32] Möller W, Parascandola S, Kruse O, Günzel R, Richter E. *Surf Coat Technol*, 1999; 116: 1

[33] Scheuer C J, Cardoso R P, Zanetti F I, Amaral T, Brunatto S F. *Surf Coat Technol*, 2012; 206: 5085

[34] Ge Y, Ernst F, Kahn H, Heuer A H. *Metall Mater Trans*, 2014; 45B: 2338

(责任编辑:肖素红)

